اثر آلومینیم بر ریزساختار و خواص مکانیکی فولاد پرمنگنز آستنیتی Fe-18Mn-0.6C *

سعید مجیدی[۱] شهرام خیراندیش[۲] مجید عباسی[۳]

چکیده

در این مقاله اثر افزودن ۲/۳ درصد وزنی آلومینیم بر تغییرات ریزساختار و خواص کششی فولاد پرمنگنز آستنیتی با ترکیب Fe-18Mn-0.6C بررسی شد. به این منظور، نمونه‌ها به صورت شمش به روش ریخته‌گری دقیق تولید شدند و پس از همگن‌سازی، نورد گرم انجام‌شد. آزمون کشش در دمای محیط انجام شد. همچنین مطالعات میکروسکوپی به وسیله میکروسکپ‌های نوری و الکترونی روبشی روی ریزساختار و سطوح شکست انجام شد. نتایج نشان داد که آلومینیم سبب بزرگ‌تر شدن دانه‌های آستنیت می‌شود. همچنین افزودن ۲/۳ درصد وزنی آلومینیم باعث افزایش استحکام تسلیم و تغییر طول مومسان، کاهش حد نهایی کشش شده و پدیده دندانه‌ای‌شدن حین تغییرشکل مومسان را حذف می‌کند.

واژه‌های کلیدی فولاد TWIP؛ آلومینیم؛ انرژی نقص در چیده‌شدن؛ دوقلویی مکانیکی.

Effect of Aluminum Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of High Manganese Austenitic Steel Fe-18Mn-0.6C

S. Majidi S. Kheirandish M. Abbasi

Abstract

In this research, the effect of 2.3 wt.% aluminum addition on the microstructure and tensile properties of high manganese austenitic steel Fe-18Mn-0.6C was studied. For this purpose, the samples were investment cast, homogenized and hot rolled. Tensile testing was carried out at ambient temperature. Microstructural investigations and fractography on the steel samples were carried out using an optical microscope and a scanning electron microscope. The results showed that the aluminum addition increases the austenite grain size. In addition, 2.3 wt.% aluminum addition increases the yield strength and plastic strain, decreases the ultimate tensile strength and eliminates the serrated flow during plastic deformation.

Key words TWIP Steel; Aluminum; Stacking Fault Energy; Mechanical Twinning.

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۲/۱۱/۲۶ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹٤/۷/۷ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشجوی کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران

(۲) استاد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی دانشگاه علم و صنعت ایران

(۳) نویسنده مسئول: : استادیار گروه مهندسی مواد دانشگاه صنعتی نوشیروانی بابل. kheirandish@iust.ac.ir

DOI: 10.22067/ma.v28i1.32351

مقدمه

آلیاژسازی فولادهای آستنیتی منگنزی با آلومینیم و توسعه سیستم Fe-Mn-Al-C موضوع نسبتاً جدیدی است. طی سال‌های اخیر محققان متعددی مباحث مربوط به استحاله‌های فازی، رفتار تغییرشکل مومسان، کارسختی و سایش ترکیبات مختلفی از این سیستم آلیاژی را مورد بررسی قرار دادند [8-1]. در این بین می‌توان به تحقیقات ورکامن و همکاران [9] اشاره کرد که رفتار نورد سرد آلیاژ Fe–30Mn–3Al–3Si را بررسی کردند. ژونگ و همکاران [2] بررسی‌های ریزساختاری و تغییرشکل‌مومسان در فولاد پرمنگنز آلیاژشده با آلومینیم را دنبال کردند. همچنین عباسی و همکاران [4,5] اثر آلومینیم بر ریزساختار، خواص مکانیکی و رفتار سایشی فولاد هادفیلد (آلیاژ متداول آستنیتی منگنزی) را بررسی‌کردند. کاندیک و همکاران [7] رفتار کارسختی در تک‌بلور فولاد هادفیلد آلیاژشده با آلومینیم را مورد بررسی قرار داد.

فولادهای آستنیتی پرمنگنز به واسطه‌ی توان کارسختی و استحکام بالا به همراه چقرمگی و انعطاف‌پذیری بسیار خوب شناخته شده هستند. این مجموعه خواص بالا سبب شده تا از این فولادها در صنایع اتومبیل‌سازی برای ساخت قطعات شکل‌دهی پرسی مانند بدنه اتومبیل برای جذب انرژی هنگام تصادف مورد استفاده قرار گیرند[10-8]. خواص مکانیکی منحصر به فرد این فولادها ناشی از سازوکارهای متعدد تغییرشکل مومسان و کارسختی آنها نظیر استحاله ناشی از تغییرشکل مومسان (Transformation Induced Plasticity - TRIP)، دوقلویی ناشی از تغییرشکل مومسان (Twinning Induced Plasticity - TWIP) و پیرسازی کرنشی دینامیکی (Dynamic Strain Aging, DSA) است. در این فولادها مقدار پایین انرژی نقص در چیده‌شدن (Stacking Fault Energy - SFE) سبب شده است تا دو سازوکار TWIP و TRIP در تغییرشکل پلاستیک و سازوکار DSA در کارسختی نقش مؤثرتری نسبت به لغزش و برهمکنش نابجایی‌ها داشته باشند [7,9,11].

مقدار انرژی نقص در چیده‌شدن وابسته به ترکیب شیمیایی و دما است؛ به عنوان مثال آلیاژسازی با آلومینیم باعث افزایش انرژی نقص در چیده‌شدن می‌شود که این امر باعث تغییر مکانیزم تغییرشکل از استحاله فازی به دوقلویی مکانیکی و از دوقلویی مکانیکی به لغزش نابجایی می‌شود. افزودن آلومینیم به این فولادها، تنش لازم برای لغزش نابجایی‌ها را افزایش داده و در نتیجه سبب افزایش استحکام تسلیم و نرخ کارسختی در کرنش‌های پایین می‌شود [14-12] در مقابل، افزودن آلومینیم با کاهش اکتیویته کربن، سبب تضعیف پیرسازی کرنشی دینامیکی [17-12] و کاهش استحکام کششی و کاهش نرخ کارسختی در کرنش‌های بالا می‌شود [4,14].

در این تحقیق سعی شده با تکیه بر ریزساختار نمونه‌ها قبل و بعد از آزمایش کشش، به بررسی و تحلیل تغییر خواص مکانیکی در اثر افزودن آلومینیم به این فولاد پرمنگنز کربن متوسط پرداخته شود.

روش تحقیق

عملیات ذوب و آلیاژسازی با استفاده از کوره القایی با فرکانس بالا و حداکثر ظرفیت ۱۰۰کیلوگرم انجام شد. پس از ذوب‌ریزی در قالب سرامیکی، شمش‌هایی با ابعاد ۳×۶×۱۴ بدست آمد. در جدول (۱) ترکیب شیمیایی و انرژی نقص در چیده‌شدن محاسباتی آلیاژها ارائه شده است. انرژی نقص انباشتگی بر اساس ترکیب شیمیایی و رابطه (۱) محاسبه شده است [13,18].

$$\gamma_{sf} = 20 - 259X_{Fe} + 21X_{Mn} - 24595X_{C} + 297X_{Al} - 90X_{Si} - 466\frac{X_{Fe}.X_{Mn}}{X_{Fe}+X_{Mn}} + 2550\frac{X_{Fe}.X_{C}}{X_{Fe}+X_{C}} + 3323\frac{X_{Fe}.X_{Al}}{X_{Fe}+X_{Al}} + 107\frac{X_{Fe}.X_{Si}}{X_{Fe}+X_{Si}} \quad (۱)$$

که X_{Fe}، X_{Mn}، X_{Al}، X_{C} و X_{Si} کسر مولی عناصر مختلف در آلیاژ می‌باشند.

برای یکنواخت‌سازی ریزساختار و از بین‌بردن

جدایش عناصر آلیاژی در بلوک‌های ریختگی، عملیات حرارتی هموژن‌سازی در دمای ۱۱۰۰ °C به مدت ۲ ساعت انجام شد و سپس نمونه‌ها در هوا سرد شدند[19]. از یک دستگاه نورد آزمایشگاهی با قطر غلطک ۲۰۰ میلیمتر برای عملیات شکل‌دهی استفاده شد. به این منظور شمش‌ها مجدد تا دمای ۱۲۰۰ °C به مدت ۳۰ دقیقه آستنیته و طی ۵ مرحله نورد، ضخامت از ۳۰ به ٤ میلیمتر کاهش داده شد. تغییر ضخامت ورق در مراحل مختلف نورد در جدول (۲) ارائه شده است. پس از نورد، ورق‌ها در دمای ۱۱۰۰ °C به مدت ۱۰ دقیقه هم‌دما شده و سپس در آب سریع سرد شدند[20]. نمونه‌های آزمایش کشش طبق استاندارد ASTM-E8 [21] با طول سنجه ۲۵ میلیمتر با استفاده از برش با سیم (وایرکات) تهیه شدند. برای آزمون کشش از دستگاه کشش مدل QUASAR 600 ساخت شرکت GALDABINI با ظرفیت ۵۰ تن و سرعت کرنش ۱ میلیمتر بر دقیقه استفاده شد. هر آزمایش کشش با سه بار تکرار صورت گرفت. برای متالوگرافی از نمونه‌ها در دو مرحله قبل و بعد از کشش نمونه‌برداری شد. پس از سنباده‌زنی تا سنباده ۲۵۰۰ و پولیش با آلومینای ۱میکرومتر، نمونه‌ها در دو مرحله اچ (حکاکی) شدند. در مرحله اول به مدت چندثانیه در محلول ۲٪ نایتال قرار داده شدند و پس از شستشو با الکل، به‌طور کامل خشک شدند و در مرحله بعد در محلول ۱۰ درصدحجمی هیدروکلریک‌اسید در اتانول برای از بین‌بردن لایه زردرنگ (ایجاد شده پس از حکاکی با محلول نایتال) و نیز افزایش وضوح مرزدانه‌ها و مرزهای دوقلویی به مدت چند ثانیه قرار داده شدند و سپس شسته و خشک شدند[22]. برای مطالعات ریزساختاری و شکست‌نگاری از میکروسکپ نوری MEIJI مدل MA۳۲٦ و میکروسکپ الکترونی روبشی Roventec Vega II XMU مدل Tescan با ولتاژ ۳۰ کیلوولت استفاده شد. بررسی‌های ریزساختاری روی نمونه‌های کشش در ۱۰ میلیمتر زیر سطح شکست انجام شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی نمونه‌ها و انرژی نقص در چیده شدن محاسبه‌شده طبق معادلات ترمودینامیکی

نمونه	مقدار عنصر بر حسب درصد وزنی				SFE mj/m^2
	Mn	C	Al	Fe*	
بدون‌آلومینیم	۱۸/۱۲	۰/٦۲	۰/۰۱	بقیه	۲۱/۷
آلومینیم‌دار	۱۸/۰٤	۰/٦٤	۲/۳۲	بقیه	۳٤/۳

*مقدار Si : ۰/۵ درصد وزنی و
مجموع سایر عناصر ناخالصی: کمتر از ۰/۱ درصد وزنی

جدول ۲ تغییر ضخامت شمش‌ها طی هر مرحله نورد (ضخامت اولیه: ۳۰ میلیمتر)

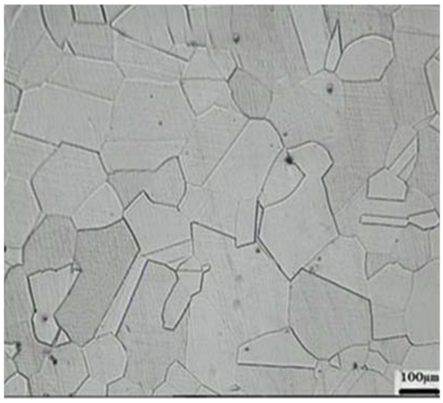
مرحله	۱	۲	۳	٤	۵
ضخامت (میلیمتر)	۲٤	۱۸	۱۲	۷	٤

نتایج و بحث

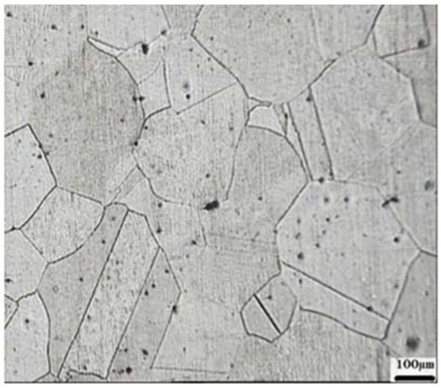
مشاهدات میکروسکپی بعد از نورد گرم. شکل (۱) تصاویر میکروسکوپ نوری از ورق‌های نورد گرم شده قبل از آزمایش کشش را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که ریزساختار شامل دانه‌های همگن آستینت است که در برخی از دانه‌ها، دوقلوهای حرارتی (خطوط مستقیم و موازی) نیز مشاهده می‌شود. در نمونه آلومینیم‌دار، ناخالصی و آخال‌های غیرفلزی بیشتری مشاهده می‌شود که می‌تواند به علت حضور آلومینیم باشد. در شکل (۲) نمودار اندازه دانه دو نمونه بدون آلومینیم و آلومینیم‌دار نمایش داده شده است. مشاهده می‌شود که افزودن ۲/۳ درصد وزنی آلومینیم، قطر متوسط دانه را از ۹۷ به ۱٤۸ میکرومتر افزایش می‌دهد.

انرژی نقص در چیده‌شدن پایین این فولادها باعث ایجاد دوقلویی های مکانیکی حین تغییر شکل می‌شود [7]، محل برخورد دوقلویی‌های مکانیکی با مرزدانه‌ها و دوقلویی‌های دیگر، می‌تواند محل مناسبی برای جوانه‌زنی و رشد دانه های تبلور مجددیافته حین و بعد از عملیات نورد باشد[۲۳]، افزایش انرژی نقص در چیده شدن بر اثر افزودن آلومینیم سبب کاهش چگالی

دوقلویی‌های مکانیکی حین عملیات نورد گرم می‌شود و در نتیجه کاهش مناطق جوانه‌زنی دانه‌ها حین و پس از عملیات نورد و افزایش اندازه دانه را در پی دارد.

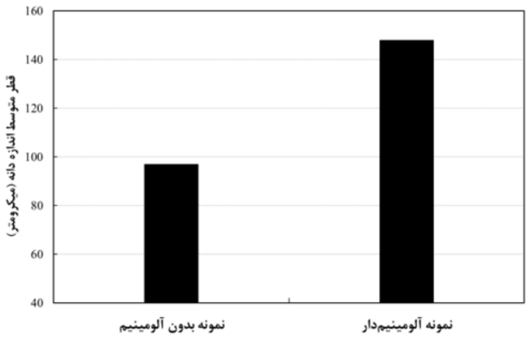


(الف)



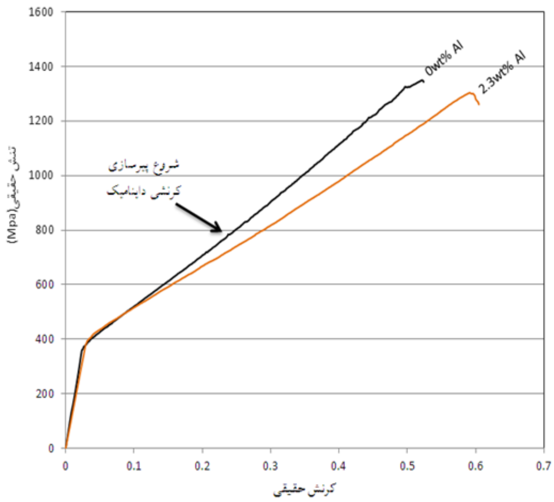
(ب)

شکل ۱ تصویر میکروسکپ نوری قبل از آزمایش کشش نمونه: الف)بدون آلومینیم ب)آلومینیم‌دار



شکل ۲ اندازه متوسط دانه برای دو نمونه ورق نورد گرم‌شده بدون‌آلومینیم و آلومینیم‌دار

بررسی خواص کششی. در شکل (۳) نتایج آزمایش کشش به صورت منحنی تنش-کرنش حقیقی ارائه شده است. مشاهده می‌شود که منحنی مربوط به نمونه بدون آلومینیم در کرنش حقیقی حدود ۰/۲۷ شروع به دندانه‌ای شدن (کنگره‌ای شدن) کرده و تا انتهای فرایند کشش این رفتار ادامه دارد و در پایان تقریباً بدون افت در منحنی، شکست اتفاق افتاده است. درحالی‌که برای منحنی نمونه آلومینیم‌دار، رفتار دندانه‌ای بسیار تضعیف شده و قابل شناسایی در منحنی‌های کشش نیست. همچنین در مراحل شکست، کمی افت استحکام نیز مشاهده شده است.



شکل ۳ نمودار تنش-کرنش حقیقی برای دو نمونه بدون آلومینیم و آلومینیم‌دار

ایجاد منحنی دندانه‌ای و پیرسازی کرنشی دینامیکی در این دسته از فولادها ناشی از نفوذ اتم‌های کربن در هسته نابجایی‌ها و جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها و برهم‌کنش جفت‌های Mn-C با نابجایی‌ها است [17,24]. به عبارت دیگر، دندانه‌دار شدن نمودار تنش-کرنش زمانی اتفاق می‌افتد که اتم محلول قابلیت حرکت در هسته نابجایی را دارد ولی در شبکه کریستالی این قابلیت را ندارد. وقوع این پدیده تابعی از غلظت عناصر محلول، نرخ کرنش، میزان کرنش و دما است [2,25]. افزایش آلومینیم سبب کاهش فعالیت و نفوذ اتم‌های کربن در هسته نابجایی می‌شود. بنابراین

اتم‌های کربن در نمونه با ۲/۳٪ آلومینیم کمتر می‌توانند در حرکت نابجایی‌ها مشکل ایجاد کنند و بنابراین تضعیف رفتار دندانه‌ای را به همراه دارد [17,26,27].

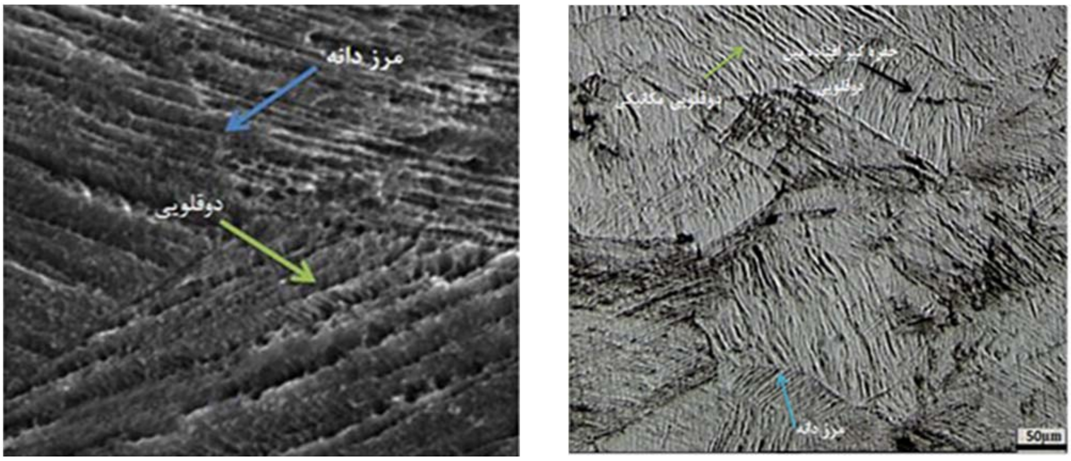
با توجه به شکل (۳)، افزودن ۲/۳درصد وزنی آلومینیم سبب افزایش تنش تسلیم از ۳٦٦ به ٤٠٥ مگاپاسکال و افزایش حداکثر کرنش حقیقی از ۰/۵۲ به ۰/٥٤ و کاهش حد نهایی کشش از ۱۳۵۰ به ۱۳۰۰ مگاپاسکال شده است. افزایش استحکام تسلیم با افزودن آلومینیم می‌تواند ناشی از استحکام‌بخشی محلول جامد و افزایش نیروی لازم برای لغزش نابجایی باشد [4]. اما تغییرات حدنهایی کشش و حداکثر کرنش حقیقی را می‌توان به برهم‌کنش‌های دوقلویی شدن، لغزش نابجایی‌ها و پدیده پیرسازی کرنشی دینامیکی مرتبط دانست که با تصاویر میکروسکپی بعد از کشش از نمونه‌ها قابل مشاهده است. البته وجود منحنی دندانه‌ای در انتهای منحنی تنش-کرنش حقیقی و شکست ناگهانی (بدون گلویی‌شدن) می‌تواند تا حدودی گویای این حقیقت باشد که فرایند پیرسازی کرنشی دینامیکی سبب کاهش میزان تغییر طول در نمونه بدون آلومینیم نسبت به نمونه آلومینیم‌دار شده است و در نتیجه شکست در کرنش کمتر مشاهده می‌شود.

بررسی ریزساختار بعد از شکست نمونه کشش. شکل‌های (٤) و (٥) تصاویر میکروسکپ نوری و الکترونی روبشی از زیر سطح شکست نمونه کشش به ترتیب برای دو آلیاژ بدون آلومینیم و با آلومینیم را نشان می‌دهند. در این تصاویر، خطوط نشان دهنده تغییرشکل در اثر دوقلویی است که در ابعاد بسیار ریز و کمتر از یک میکرومتر می‌توانند ایجاد شوند. به عبارت دیگر، کرنش دوقلویی از سازوکار اصلی تغییرشکل در این دو آلیاژ است که به صورت میکرودوقلویی قابل تشخیص است [1,12].

با افزودن آلومینیم، چگالی دوقلویی‌های مکانیکی کاهش یافته و در نتیجه فاصله بین آنها افزایش یافته است. می‌توان گفت با افزودن آلومینیم بدلیل افزایش انرژی نقص در چیده شدن، جدول (۱)، لغزش متقاطع نابجایی‌ها افزایش یافته و تنش لازم برای تشکیل دوقلویی افزایش می‌یابد و ایجاد دوقلویی‌های مکانیکی سخت‌تر می‌شود [7,28,29].

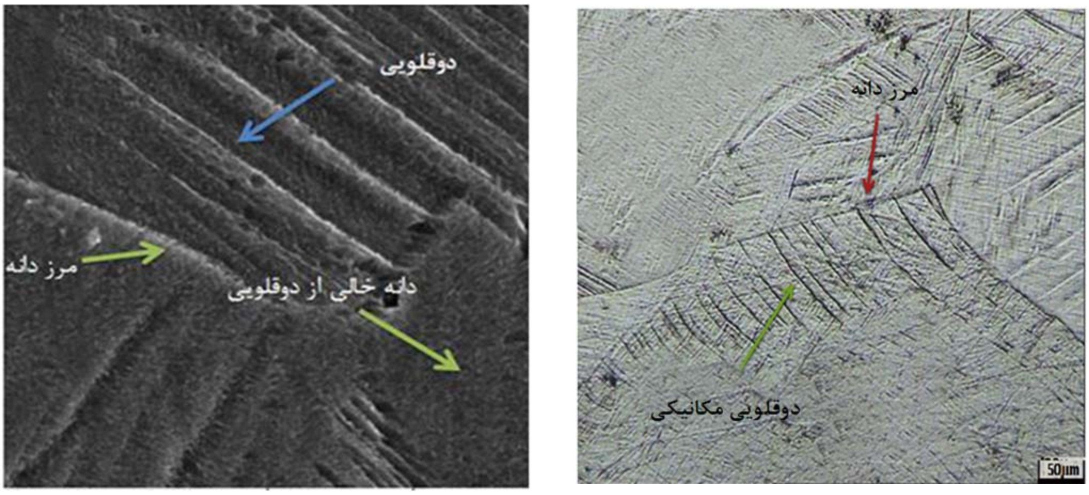
کاهش میزان دوقلویی‌های مکانیکی و افزایش فاصله بین آنها سبب شده که مسیر آزاد برای حرکت نابجایی‌ها افزایش یابد. به علاوه، افزایش انرژی نقص در چیده‌شدن باعث آسان شدن لغزش متقاطع نابجایی‌ها از موانع حرکت آنها می‌شود [۳۱،۳۰]. سهولت در لغزش متقاطع و کاهش چگالی و افزایش فاصله دوقلویی‌های مکانیکی، سبب شده که نابجایی‌ها بتوانند با اعمال تنش کمتری حرکت کرده و کاهش حد نهایی کشش را به همراه داشته باشد. علاوه بر این، عدم نفوذ اتم‌های کربن و حذف پیرسازی کرنشی با افزودن آلومینیم نیز می‌تواند یکی از دلایل کاهش حد نهایی کشش باشد[۱،۷،۴ ۱۷،۳۱،۳۰].

در شکل (٤-ب) حفرات بسیار ریز زیادی در نزدیکی مرزهای دوقلویی دیده می‌شوند، این حفرات در شکل (٥-ب) حذف شده‌اند. حفرات ریز بین دوقلویی‌ها می‌توانند ناشی از عیوب نقطه‌ای باشند که بر اثر پیرسازی کرنشی دینامیکی (DSA)، حین عملیات کشش ایجاد می‌شوند [۳۱،۱۷،٤]. تشکیل زوج های Mn-C و برهم‌کنش آن‌ها با نابجایی‌ها می‌تواند باعث جوانه‌زنی حفرات نانومتری شود و از به هم پیوستن این حفرات، حفرات میکرومتری ،که در شکل (٤ -ب) دیده می‌شود؛ ایجاد شود[4]. به نظر می‌رسد چگالی بالای این حفرات و به هم پیوستن آنها، در شکست آلیاژ بدون آلومینیم تأثیر بسزایی داشته باشد که در بخش بعد به بررسی آن پرداخته خواهد شد.



(الف) (ب)

شکل ٤ الف) تصویر میکروسکپ نوری ب) تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از زیر سطح شکست نمونه کشش آلیاژ بدون آلومینیم

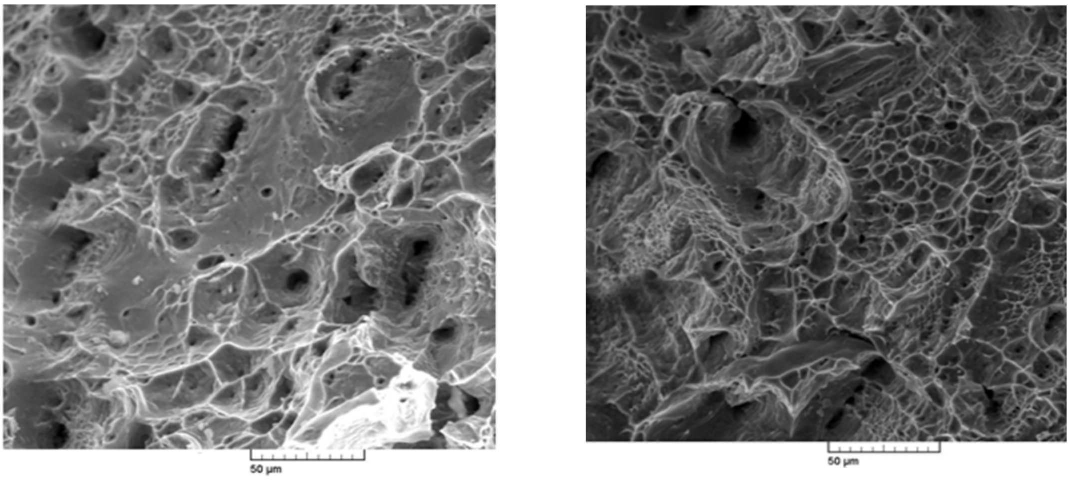


(الف) (ب)

شکل ۵ الف)تصویر میکروسکپ نوری ب)تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از زیر سطح شکست نمونه کشش آلیاژ آلومینیم‌دار

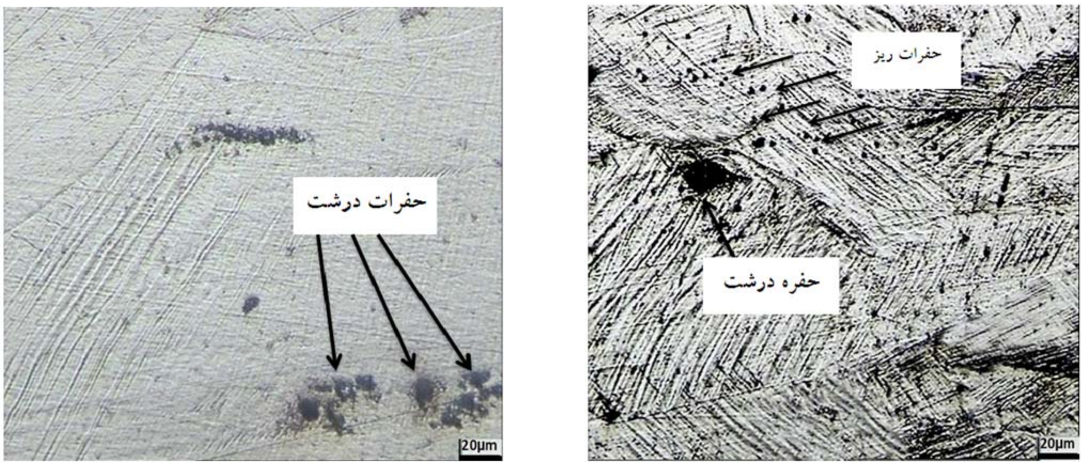
بررسی سطح شکست. در شکل (٦)، تصاویر میکروسکپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌های بدون آلومینیم و آلومینیم‌دار مشاهده می‌شود. وجود حفرات ریز و درشت در تصاویر سطح شکست نشانگر شکست بسیار نرم [۲۳،٤] در هر دو نمونه است. در شکل (٦-الف) برای نمونه بدون آلومینیم در سطح شکست، حفرات درشتی (دیمپل‌های اولیه) دیده می‌شود که اطراف آنها حفرات ریزتری (دیمپل‌های ثانویه) وجود دارد.

رسوبات حل نشده و یا آخال‌های غیرفلزی می‌توانند محل مناسبی برای جوانه‌زنی حفرات درشت (دیمپل‌های اولیه) باشند [12,15]. در مقابل، وجود حفرات ریز (دیمپل‌های ثانویه) در فضای بین دیمپل‌های اولیه نشان می‌دهد که این فضا با مکانیزم برش شکسته نمی‌شود، بلکه دیمپل‌های ثانویه‌ای تشکیل می‌شود که شکست را بسیار نرم می‌کند.



(الف) (ب)

شکل ٦ تصویر میکروسکپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه: الف) بدون آلومینیم و ب) نمونه آلومینیم‌دار



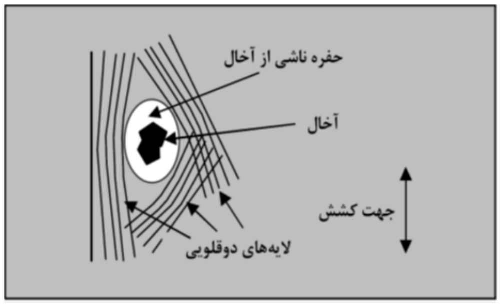
(الف) (ب)

شکل ۷ تصویر میکروسکپ نوری از زیر سطح شکست در نمونه: الف) بدون آلومینیم و ب) آلومینیم‌دار

بررسی‌های محققان قبلی نشان داده است که پدیده پیرسازی کرنشی دینامیکی و برهمکنش مرزهای دوقلویی‌ها عامل اصلی تشکیل این دیمپل‌های ثانویه هستند[٣١،٤]. در تصویر سطح شکست نمونه آلومینیم‌دار شکل (٦-ب)، تعداد حفرات ریز کمتر شده و حفرات درشت بیشتری دیده می‌شود که به علت تضعیف پدیده پیرسازی کرنشی دینامیکی است. بنابراین، مطابق شکل (٣)، حذف یا تضعیف پدیده پیرسازی کرنشی دینامیکی در آلیاژ آلومینیم‌دار از یک طرف سبب کاهش استحکام شده و از طرف دیگر، با کاهش موانع در برابر لغزش نابجایی‌ها، کرنش مومسان کل را افزایش داده است.

شکل (۷) تصاویر میکروسکوپی از نشانه‌های تغییرشکل پلاستیک در زیر سطح شکست را برای دو آلیاژ نشان می‌دهد. در شکل (۷-الف) حفرات ریز (کمتر از یک میکرومتری) متعددی وجود دارد که نسبت به نمونه آلومینیم‌دار در شکل (۷-ب)، قابل توجه است. به وضوح مطابق شکل (۷-ب)، حفرات

در مناطق با چگالی کمتر و یا خالی از دوقلویی، فرصت رشد پیدا کردند و در هم ادغام شده و حفره درشت‌تر ایجاد شده است. از سوی دیگر، در شکل (۷-الف) مشاهده می‌شود که ایجاد کرنش دوقلویی‌ها از رشد حفرات ریز و به هم پیوستن آن‌ها جلوگیری می‌کند. در واقع به علت تمرکز تنش زیاد اطراف حفره‌ها، کرنش دوقلویی در اطراف حفره فعال می‌شود و بنابراین این دوقلویی‌ها مانع رشد حفره می‌شوند. این پدیده به صورت نمادین در شکل (۸) نشان داده شده است. پس می‌توان نتیجه گرفت که کرنش‌های دوقلویی‌ها از رشد حفرات جلوگیری می‌کنند [٤، ۳۰].



شکل ۸ تصویر نمادین از نقش دوقلویی‌ها در جلوگیری از رشد حفره ناشی از یک آخال[۳۰]

نتیجه‌گیری

۱. افزودن ۲/۳ درصد وزنی آلومینیم به فولاد آستنیتی Fe-17Mn-0.6C سبب افزایش اندازه دانه از ۹۷ به ۱٤۸ میکرومتر بعد از نورد گرم می‌شود.
۲. افزودن ۲/۳درصد وزنی آلومینیم سبب افزایش تنش تسلیم از ۳٦٦ به ٤۰۵ مگاپاسکال و افزایش حداکثر کرنش حقیقی از ۰/۵۲ به ۰/۵٤ و کاهش حد نهایی کشش از ۱۳۵۰ به ۱۳۰۰ مگاپاسکال می‌شود.
۳. افزودن آلومینیم باعث حذف منحنی دندانه‌ای حین آزمون کشش می‌شود.
٤. شکست‌نگاری سطوح شکست و بررسی‌های میکروسکوپی نشان داد که مرز لایه‌های دوقلویی موانعی برای رشد حفره‌هایی (دیمپل‌هایی) هستند که از فازهای ثانویه یا آخال‌ها تشکیل می‌شوند.

تشکر و قدردانی

از مدیران و کارکنان محترم شرکت ریخته‌گری دقیق ساری به خصوص حمایت‌های ارزشمند آقایان مهندس اسلامی و مهندس قلی‌نژاد، صمیمانه تشکر و قدردانی می‌شود.

مراجع

1. Wu Z.Q., Ding H., An X.H., Han D., Liao, X.Z., “Influence of Al content on the strain-hardening behavior of aged low density Fe–Mn–Al–C steels with high Al content”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 639, No. 15, pp. 187-191, (2015).
2. Zhang L., Song R., Zhao C., Yang F., “Work hardening behavior involving the substructural evolution of an austenite–ferrite Fe–Mn–Al–C steel”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 640, No. 29, pp. 225-234, (2015).
3. Yang F., Song R., Li Y., Sun T., Wang, K., “Tensile deformation of low density duplex Fe–Mn–Al–C steel”, *Materials & Design*, Vol. 76, No. 5, pp. 32-39, (2015).
4. Abbasi M., Kheirandish Sh., Kharrazi Y., Hejazi, J., “The fracture and plastic deformation of aluminum alloyed Hadfield steels” , *Materials Science and Engineering A*, Vol. 513–514, No. 72–76, (2009).
5. Abbasi M., Kheirandish Sh., Kharrazi Y., Hejazi J., “On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels”, *Wear*, Vol. 268, No. 1–2, 4, pp. 202-207, (2010).

6. Medvedeva N.I., Park M.S., Van-Aken D.C., Medvedeva J.E., “First-principles study of Mn, Al and C distribution and their effect on stacking fault energies in FCC Fe”, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 582, No. 5, pp.475-482, (2014).

7. Canadinc D., Sehitoglu H., Maier H.J., Chumlyakov Y.I., “Strain hardening behavior of aluminum alloyed Hadfield steel single crystals”, *Acta Materialia*, Vol. 53, pp. 1831-1842, (2005).

8. Bouaziz O., Allain S., Scott C., “Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning-induced plasticity steels”, *Scripta Materialia*, Vol. 58, pp.484-487, (2008).

9. Vercammen S., Blanpain B., De-Cooman B.C., Wollants P., “Cold rolling behavior of an austenitic Fe–30Mn–3Al–3Si TWIP-steel: the importance of deformation twinning”, *Acta Materialia*, Vol. 52, pp. 2005-2012, (2004).

10. Jeong J.S., Woob W., Oh K.H., Kwon S.K., Koo Y.M., “In situ neutron diffraction study of the microstructure and tensile deformation behavior in Al-added high manganese austenitic steels”, *Acta Materialia*, Vol. 60, pp. 2290–2299, (2012).

11. Gebhardt Th., Music D., Kossmann D., Ekholm M., Abrikosov A., Vitos L., “Elastic properties of FCC Fe–Mn–X (X=Al, Si) alloys studied by theory and experiment”, *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 3145–3155, (2011).

12. Jin J.E., Lee Y.K., ”Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP steel”, *Acta Materialia*, Vol. 60, pp.1680–1688, (2012).

13. Dumaya A., Chateau J.P., Allain S., Migot S., Bouaziz O., “Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel” , *Materials Science and Engineering A*, Vol. 483–484, pp.184–187, (2008)

14. Grassel O., Kruger L., Frommeyer G., Meyer L.W., “High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP steels development properties application”, *International Journal of Plasticity*, Vol.16, pp.1391-1409, (2000).

15. Hamada A.S., Karjalainen L.P., Somani M.C., “The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels”, *Material Science and Engineering A*, Vol. 467, pp. 114-124, (2007).

16. Yoo J.D., Hwang S.W., Park K.T., “Factors influencing the tensile behavior of a Fe–28Mn–9Al–0.8C steel”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 508, pp. 234–240, (2009).

17. Koyama M., Sawaguchi T., Lee T., Lee C.S., Tsuzaki K., “Work hardening associated with ε-martensitic transformation, deformation twinning and dynamic strain aging in Fe–17Mn–0.6C and Fe–17Mn–0.8C TWIP steels”, *Materials Science and Engineering* A, Vol. 528, pp.7310–7316, (2011).

18. Allain S., Chateau J.P., Bouaziz O., Migot S., Guelton N., "Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys", *Materials Science and*

Engineering A, Vol. 387–389, pp. 158–162, (2004).

19. ASM Handbook, Vol. 1, "Properties and Selection Irons, Steel, and High Performance Alloy", (2005).

20. Razavi Gh.R., Ansaripour A., Monajatizadeh H., Toroghinejad M.R., “An investigation on full annealing temperature and annealing twins density in Fe-33Mn-3Si-2Al high-manganese steel”, *Journal of Advanced Materials and Processing*, Vol. 1, pp. 3-9, (2012).

21. ASTM E8M-04, “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]”, *ASTM International*, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States, (2004).

22. ASM Handbook, Vol. 9, “Metallography and Microstructures”, Austenitic Manganese Steel Castings, (2004).

۲۳. رید-هیل ر.ای.، عباسچیان ر.، ترجمه صالحی م.ت.، عبداله‌پور ح.، حسینی‌نسب ف.، "اصول متالورژی فیزیکی"، ویرایش سوم، مرکز انتشارات دانشگاه علم و صنعت ایران، (۱۳۸۶).

24. Almeida L.H., May I., Emygdio P.R.O., “Mechanistic modeling of dynamic strain aging in austenitic stainless steels*”, Material characterization*, Vol. 41, pp. 137-150, (1998).

25. Hong S.G., Lee S.B., "Mechanism of dynamic strain aging and characterization of its effect on the low-cycle fatigue behavior in type 316L stainless steel", *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 340, pp. 307–314, (2005)

26. Owen W.S., Grujicic M., “Strain aging of austenitic Hadfield manganese steel”, *Acta Material*., Vol. 47, pp. 111-126, (1999).

27. Shun S., Wan C.M., Byrne J.G., “Serrated flow in austenitic Fe-Mn-Al-C alloys”, *Scripta Metallurgica*, Vol. 25, pp. 1769-1774, (1991).

28. Meyers M.A., Vohringer O., Lubarda V.A., “The onset of twinning metals: A constitutive description”, *Acta Material*, Vol. 49, pp. 4025-4039, (2001).

29. Shun T., Wan C.M., Byrne J.G., "A study of work hardening in austenitic Fe-Mn-Al-C alloys" , *Acta Material*, Vol. 40, pp. 3407-3412, (1992).

۳۰. عباسی م.،" بررسی تاثیر آلومینیم بر ساختار و خواص مکانیکی فولادهای آستنیتی منگنزی"، رساله دکتری، دانشگاه علم و صنعت ایران، (۱۳۸۸).

۳۱. عباسی م.، حجازی ج.، خیراندیش ش.، خرازی ی.، "ارتباط بین کرنش دوقلویی و پدیده چروکیدگی سطحی در تغییر شکل مومسان فولاد آستنیتی منگنزی"، نشریه مهندسی متالورژی و مواد دانشگاه فردوسی مشهد، سال ۲۵، شماره ۲ بهار و تابستان ص ۱-۱۲، (۱۳۹۳).